

HEAT TREATMENT FOR TITANIUM ALLOY CASTING

Patent number: JP9316572
Publication date: 1997-12-09
Inventor: MATSUI TAKANORI; MIHASHI AKIRA; WAKITA SABURO
Applicant: MITSUBISHI MATERIALS CORP
Classification:
- international: C22C14/00; C22F1/18
- european:
Application number: JP19960140162 19960603
Priority number(s): JP19960140162 19960603

[View INPADOC patent family](#)

[Report a data error here](#)

Abstract of JP9316572

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a heat treatment method for high strength Ti alloy casting excellent in tensile strength and elongation. **SOLUTION:** After a Ti alloy casting is subjected, if necessary, to hot isostatic pressing under the conditions of a temp. of (β-transformation point -100) to (β-transformation point +400) deg.C, a pressure of 1000 to 2000atm, and a holding time of 0.5 to 4hr, the Ti alloy casting is subjected to solution heat treatment where holding is performed at a temp. between the β-transformation point and (β-transformation point +400 deg.C) for 0.25-10hr. The Ti alloy casting is held at a temp. between (β-transformation point -500 deg.C) and (β-transformation point -350 deg.C, this temp. is represented by Tp 1) for 0.5-20hr to undergo first-stage aging treatment. Further, the Ti alloy casting is held at a temp. between (Tp 1+50 deg.C) and (β-transformation point -100 deg.C) for 4-50hr to undergo second-stage aging treatment.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-316572

(43) 公開日 平成9年(1997)12月9日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 14/00			C 2 2 C 14/00	Z
C 2 2 F 1/18			C 2 2 F 1/18	H

審査請求 未請求 請求項の数7 O L (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願平8-140162

(22) 出願日 平成8年(1996)6月3日

(71) 出願人 000006264

三菱マテリアル株式会社

東京都千代田区大手町1丁目5番1号

(72) 発明者 松井 孝憲

埼玉県大宮市北袋町1-297 三菱マテリ

アル株式会社総合研究所内

(72) 発明者 三橋 章

埼玉県大宮市北袋町1-297 三菱マテリ

アル株式会社総合研究所内

(72) 発明者 脇田 三郎

埼玉県大宮市北袋町1-297 三菱マテリ

アル株式会社総合研究所内

(74) 代理人 弁理士 富田 和夫 (外1名)

(54) 【発明の名称】 T i 合金鋳物の熱処理方法

(57) 【要約】

【課題】 T i 合金鋳物の熱処理方法を提供する。

【解決手段】 T i 合金鋳物を、必要に応じて温度： β 変態点-100℃～ β 変態点+400℃、圧力：1000～2000気圧、保持時間：0.5～4時間の条件で熱間静水圧プレスしたのち、温度： β 変態点～ β 変態点+400℃、0.25～10時間保持の溶体化処理を施し、ついで、温度： β 変態点-500℃～ β 変態点-350℃（この温度をT_{p1}とする）、0.5～20時間保持の第1段目時効処理後、さらに温度：T_{p1}+50℃～ β 変態点-100℃、4～50時間保持の第2段目時効処理を施すことを特徴とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】Ti合金鋳物に、温度： β 変態点 $\sim\beta$ 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、0.25 \sim 10時間保持の溶体化処理を施し、

ついで、温度： β 変態点 $-500^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -350°C （以下、この温度を T_{p1} という）、0.5 \sim 20時間保持の第1段目時効処理後、さらに温度： $T_{p1}+50^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -100°C 、4 \sim 50時間保持の第2段目時効処理を施すことを特徴とするTi合金鋳物の熱処理方法。

【請求項2】Ti合金鋳物に、温度： β 変態点 $-100^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、圧力：1000 \sim 2000気圧、保持時間：0.5 \sim 4時間の条件で熱間静水圧プレスしたのち、

温度： β 変態点 $\sim\beta$ 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、0.25 \sim 10時間保持の溶体化処理を施し、

ついで、温度： T_{p1} （ β 変態点 $-500^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -350°C ）、0.5 \sim 20時間保持の第1段目時効処理後、さらに温度： $T_{p1}+50^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -100°C 、4 \sim 50時間保持の第2段目時効処理を施すことを特徴とするTi合金鋳物の熱処理方法。

【請求項3】前記Ti合金鋳物は、重量%でAl：2.00 \sim 11.00%を含有し、さらに、Mo：0.50 \sim 8.50%、V：3.50 \sim 13.80%、Cr：2.50 \sim 12.00%、Fe：0.10 \sim 7.00%の内の1種または2種以上を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成のTi合金鋳物であることを特徴とする請求項1または2記載のTi合金鋳物の熱処理方法。

【請求項4】前記Ti合金鋳物は、重量%でAl：2.00 \sim 11.00%を含有し、さらに、Mo：0.50 \sim 8.50%、V：3.50 \sim 13.80%、Cr：2.50 \sim 12.00%、Fe：0.10 \sim 7.00%の内の1種または2種以上を含有し、さらに、Sn：1.50 \sim 3.50%、Zr：1.00 \sim 5.00%の内の1種または2種を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成のTi合金鋳物であることを特徴とする請求項1または2記載のTi合金鋳物の熱処理方法。

【請求項5】前記Ti合金鋳物は、重量%でMo：1.00 \sim 13.00%、Sn：3.75 \sim 5.25%、Zr：4.50 \sim 7.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成のTi合金鋳物であることを特徴とする請求項1または2記載のTi合金鋳物の熱処理方法。

【請求項6】重量%で、Al：2.00 \sim 5.00%を含有し、さらに、Mo：0.50 \sim 8.00%、V：5.00 \sim 12.00%、Fe：0.10 \sim 3.00%の内の1種または2種以上を含有し、O：0.15 \sim 0.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物か

らなる組成を有するTi合金鋳物であることを特徴とする請求項1または2記載の。

【請求項7】請求項1、2、3、4、5または6記載のTi合金鋳物の熱処理方法で熱処理したことを特徴とする引張り強さおよび伸びの優れた高強度Ti合金鋳物。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、引張り強さおよび伸びの優れた高強度Ti合金鋳物を得るため熱処理方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、高強度、高靱性を有しかつ軽量で耐食性が要求される構造部材には、Ti合金が使用されている。これらTi合金からなる構造部材は、近年、ますます形状が複雑化しており、さらに低コスト化も求められている。ところが、従来のTi合金の鍛錬部材で一体型複雑形状構造を造ることは難しかつ製造コストがかかることから、近年、機構造部材を一体型複雑形状構造を比較的簡単に造ることができかつ製造コストも比較的安い鋳物で造る試みもなされている（例えば、第17回 National SAMPE Technical Conference 1985 10月 22 \sim 24日開催の予稿集）。この β 型Ti合金鋳物からなる機構造部材は、温度：815 \sim 899 $^{\circ}\text{C}$ 、15 \sim 60分間保持の溶体化処理を施し、ついで、温度：510 $^{\circ}\text{C}\sim$ 566 $^{\circ}\text{C}$ 、8 \sim 16時間保持の時効処理を施すとされている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、前記Ti合金鋳物で作製した機構造部材は、十分な引張り強さおよび伸びが得られず、Ti合金鋳物製構造部材のなおよ層高強度化が求められている。

【0004】

【課題を解決するための手段】そこで、本発明者等は、上述のような観点から、前記 β 型Ti合金鋳物で作製した構造部材の強度を改善すべく、Ti合金鋳物の熱処理方法の研究を行なった結果、(a)上記Ti合金鋳物に温度： β 変態点 $\sim\beta$ 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、0.25 \sim 10時間保持の溶体化処理を施し、ついで、温度： β 変態点 $-500^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -350°C （以下、この温度を T_{p1} という）、0.5 \sim 20時間保持の第1段目時効処理後、さらに温度： $T_{p1}+50^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 -100°C 、4 \sim 50時間保持の第2段目時効処理する熱処理を施すと、従来の熱処理に比べてTi合金鋳物の引張り強さおよび伸びを一層向上させることができる、(b)温度： β 変態点 $-100^{\circ}\text{C}\sim\beta$ 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、圧力：1000 \sim 2000気圧、保持時間：0.5 \sim 4時間の条件で熱間静水圧プレスしたTi合金鋳物に対して、前記(a)の熱処理を施すと、Ti合金鋳物の引張り強さおよび伸びをさらに一層向上させることができる、とい

う研究結果を得たのである。

【0005】この発明は、上記の研究結果にもとづいてなされたものであって、(1) Ti合金鋳物に、温度： β 変態点 $\sim\beta$ 変態点+400℃、0.25～10時間保持の溶体化処理を施し、ついで、温度：Tp1 (β 変態点-500℃ $\sim\beta$ 変態点-350℃)、0.5～20時間保持の第1段目時効処理後、さらにTp1よりも高い温度：Tp1+50℃ $\sim\beta$ 変態点-100℃、4～50時間保持の第2段目時効処理を施すTi合金鋳物の熱処理方法、(2) Ti合金鋳物に、温度： β 変態点-100℃ $\sim\beta$ 変態点+400℃、圧力：1000～2000気圧、保持時間：0.5～4時間の条件で熱間静水圧プレスしたのち、温度： β 変態点 $\sim\beta$ 変態点+400℃、0.25～10時間保持の溶体化処理を施し、ついで、温度：Tp1 (β 変態点-500℃ $\sim\beta$ 変態点-350℃)、0.5～20時間保持の第1段目時効処理後、さらに温度：Tp1+50℃ $\sim\beta$ 変態点-100℃、4～50時間保持の第2段目時効処理を施すTi合金鋳物の熱処理方法、に特徴を有するものである。

【0006】この発明の前記(1)または(2)記載の方法で熱処理するTi合金鋳物は、下記の(イ)～(二)の内のいずれかであり、その組成は、いずれも既に知られているものである。

(イ) 重量%で、Al：2.00～11.00%を含有し、さらに、Mo：0.50～8.50%、V：3.50～13.80%、Cr：2.50～12.00%、Fe：0.10～7.00%の内の1種または2種以上を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物。

(ロ) 重量%で、Al：2.00～11.00%を含有し、さらに、Mo：0.50～8.50%、V：3.50～13.80%、Cr：2.50～12.00%、Fe：0.10～7.00%の内の1種または2種以上を含有し、さらに、Sn：1.50～3.50%、Zr：1.00～5.00%の内の1種または2種を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物。

(ハ) 重量%で、Mo：10.00～13.00%、Sn：3.75～5.25%、Zr：4.50～7.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物。

(ニ) 重量%で、Al：2.00～5.00%を含有し、さらに、Mo：0.50～8.00%、V：5.00～12.00%、Fe：0.10～3.00%の内の1種または2種以上を含有し、O：0.15～0.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物。

【0007】前記(イ)のTi合金鋳物としては、Al：2.50～3.50%、V：9.00～12.00%、Fe：2.00～7.00%を含有し、残りがTi

および不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：2.00～5.00%、Mo：0.50～8.00%、V：5.00～12.00%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：2.00～5.00%、Mo：0.50～8.00%、V：5.00～12.00%、Fe：0.10～3.00%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：2.00～5.00%、Mo：0.50～8.00%、V：5.00～12.00%、Fe：0.10～3.00%、O：0.15～0.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：6.50～7.30%、Mo：3.50～4.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、などが含まれる。

【0008】前記(ロ)のTi合金鋳物としては、Al：3.00～4.00%、Zr：3.50～4.50%、Mo：3.50～4.50%、V：7.50～8.50%、Cr：5.50～6.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：7.00～11.00%、Zr：1.00～5.00%、Mo：0.50～2.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：5.00～6.00%、Sn：1.50～2.50%、V：5.00～6.00%、Fe：0.35～1.00%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：5.00～6.50%、Sn：1.80～2.20%、Zr：3.60～4.40%、Mo：1.80～2.20%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、Al：5.50～6.50%、Sn：1.75～2.25%、Zr：3.60～4.40%、Mo：5.50～6.50%を含有し、残りがTiおよび不可避不純物からなる組成を有するTi合金鋳物、などが含まれる。

【0009】つぎに、この発明のTi合金鋳物の熱処理方法において、溶体化処理条件、時効処理条件、および熱間静水圧プレス条件を上記の通りに限定した理由を説明する。

【0010】A. 溶体化処理条件

溶体化処理における温度を β 変態点 $\sim\beta$ 変態点+400℃、保持時間を0.25～10時間に限定したのは、 β 変態点未満、保持時間を0.25時間未満の溶体化処理では、 β 単相化および成分の均一化が計れず、後の時効時に時効効果能の低減を招くので好ましくなく、一方、溶体化処理温度を β 変態点+400℃を越えて溶体化処理すると、素材が軟化して強度の低下を招き、溶体化処理中に素材の変形を招くので好ましくなく、保持時間を10時間を越えて溶体化処理してもより一層の効果は得られず、非経済的であるので好ましくないことによるも

のである。溶体化処理条件の一層好ましい範囲は、温度： β 変態点 $+40^{\circ}\text{C}$ ～ β 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 、保持時間：1～5時間である。

【0011】B. 時効処理条件

この発明の時効処理は、1回の時効処理では十分な効果が得られず、第1段目および第2段目の2回に分けた時効処理を行うことにより始めて伸びが向上する。その理由として、第1段目の時効で微細均一な準安定相あるいは α 相を析出させ、第2段目の時効で第1段目の時効で析出した微細均一な準安定相あるいは α 相から α 相を析出成長させ、所定の引張り強さおよび伸びを得るものと考えられる。

【0012】a. 第1段目の時効処理条件

第1段目の時効処理条件を温度： β 変態点 -500°C ～ β 変態点 -350°C 、保持時間：0.25～20時間に限定したのは、第1段目時効処理を温度： β 変態点 -500°C 未満、保持時間：0.25時間未満で行っても微細均一な準安定相あるいは α 相が十分に析出せず、一方、第1段目時効処理を β 変態点 -350°C を越える温度で時効処理すると、粗大でかつ不均一に α 相が析出してしまうので好ましくなく、保持時間を20時間を越える時間で時効処理してもより一層の効果が得られず、非経済的であるので好ましくないことによるものである。第1段目の時効処理条件の一層好ましい範囲は、温度： β 変態点 -480°C ～ β 変態点 -300°C 、保持時間：1～10時間である。

【0013】b. 第2段目の時効処理条件

第2段目の時効処理条件を温度： T_{p1} （第1段目の時効処理温度） $+50^{\circ}\text{C}$ ～ β 変態点 -100°C 、保持時間：4～50時間に限定したのは、温度： $T_{p1}+50^{\circ}\text{C}$ 未満、保持時間を4時間未満の第2段目時効処理では十分な α 相の析出成長が計れず、一方、第2段目時効処理を β 変態点 -100°C を越える温度で時効処理すると、時効硬化性が乏しくなり、十分な強度が得られなくなってしまうので好ましくなく、保持時間が50時間を

越える時間で時効処理してもより一層の効果が得られず、非経済的であるので好ましくないことによるものである。第2段目の時効処理条件の一層好ましい範囲は、温度： $T_{p1}+50^{\circ}\text{C}$ ～ β 変態点 -200°C 、保持時間：8～30時間である。

【0014】C. 熱間静水圧プレス条件

航空機構造部材など高い信頼性を必要とする部材には、引け巣などの鑄造欠陥の除去、 β 単相化および成分の均一化のために必ず熱間静水圧プレスが施されるが、一般のTi合金鑄物構造部材には熱間静水圧プレスを施さない場合もある。しかし、熱間静水圧プレスを施す場合の条件を温度： β 変態点 -100°C ～ β 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ 、圧力：1000～2000気圧、保持時間：0.5～4時間に限定したのは、温度： β 変態点 -100°C 未満、圧力：1000気圧未満、保持時間：0.5時間未満では、鑄造欠陥を圧着除去するには十分な効果が得られず、一方、温度が β 変態点 $+400^{\circ}\text{C}$ を越え、圧力が2000気圧を越え、保持時間が2時間を越えても、より一層の鑄造欠陥除去効果は得られず、非経済的であるので好ましくないことによるものである。熱間静水圧プレス条件の一層好ましい範囲は、温度： β 変態点 -50°C ～ β 変態点 $+250^{\circ}\text{C}$ 、圧力：1000～1500気圧、保持時間：1～3時間である。

【0015】

【発明の実施の形態】表1～表2に示される成分組成を有するTi合金をブリケットにプレス成形し、このブリケットを消耗電極式真空アーク溶解装置にて2段溶解してインゴットに鑄造し、このインゴットに鍛造加工と切削加工を施して電極形状とし、これを消耗電極式溶解遠心鑄造装置にて溶解し、ロストワックス精密鑄造鋳型に鑄造して直径：15mm×長さ：200mmの寸法をもったTi合金丸棒鑄物A～Vを作製した。

【0016】

【表1】

種 別		成 分 組 成 (質量%)									β変態点 (℃)
		Al	Sn	Zr	Mo	V	Cr	Fe	O	Tiおよび 不可避不純物	
Ti 合 金 丸 棒 鑄 物	A	3.5	-	4.0	4.0	8.0	8.0	-	-	残	795
	B	3.0	-	-	-	13.0	11.0	-	-	残	670
	C	3.0	-	-	8.0	8.0	-	2.0	-	残	775
	D	3.0	-	-	-	10.0	-	2.0	-	残	795
	E	3.5	-	-	2.5	10.5	-	-	-	残	790
	F	3.5	-	-	5.2	8.3	-	-	-	残	790
	G	3.5	-	-	7.1	6.2	-	-	-	残	790
	H	3.5	-	-	2.5	10.5	-	1.5	-	残	800
	I	3.5	-	-	5.2	8.3	-	1.5	-	残	800
	J	3.5	-	-	7.1	6.2	-	1.5	-	残	800
	K	9.0	-	3.0	1.5	-	-	-	-	残	1010

【0017】

【表2】

種 別		成 分 組 成 (質量%)									β変態点 (℃)
		Al	Sn	Zr	Mo	V	Cr	Fe	O	Tiおよび 不可避不純物	
Ti 合 金 丸 棒 鑄 物	L	3.5	—	—	2.5	10.5	—	1.5	0.2	残	810
	M	3.5	—	—	5.2	8.3	—	1.5	0.3	残	810
	N	3.5	—	—	7.1	8.2	—	1.5	0.4	残	810
	O	6.0	—	—	—	4.0	—	—	—	残	1000
	P	5.5	2.0	—	—	5.5	—	0.6	—	残	930
	Q	6.0	2.0	4.0	2.0	—	—	—	—	残	995
	R	6.0	2.0	4.0	8.0	—	—	—	—	残	940
	S	7.0	—	—	4.0	—	—	—	—	残	1005
	T	3.0	3.0	—	—	12.8	3.0	—	—	残	775
	U	3.0	—	—	—	10.5	—	4.5	—	残	810
	V	—	4.5	6.0	11.5	—	—	—	—	残	740

【0018】実施例1

前記Ti合金丸棒鑄物A～Vを、真空中、表3～表6に示される温度および時間保持後、Arガスの吹付けによる強制冷却の溶体化処理を施し、ついで、大気中、表3～表6に示される温度および時間保持の第1段目時効処理後、さらに表3～表6に示される温度および時間保持の第2段目時効処理を施すことにより、本発明Ti合金

鑄物の熱処理方法（以下、本発明法という）1～22をそれぞれ実施し、さらに表3～表6に示される温度および時間保持の時効処理を施すことにより、従来Ti合金鑄物の熱処理方法（以下、従来法という）1～22をそれぞれ実施した。

【0019】

【表3】

種 別		Ti 合金 丸棒等物	溶 体 化 處 理		時 効 處 理			
			溫 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
					溫度 (℃)	保持時間 (hr)	溫度 (℃)	保持時間 (hr)
本發明法	1	A	850	2	400	4	500	20
従来法					480	20	—	—
本發明法	2	B	800	2	300	10	550	10
従来法					530	5	—	—
本發明法	3	C	850	2	300	10	480	15
従来法					500	10	—	—
本發明法	4	D	850	2	400	2	500	20
従来法					480	10	—	—
本發明法	5	E	1020	1	400	2	580	8
従来法					600	15	—	—
本發明法	6	F	900	2	400	2	500	20
従来法					350	8	—	—

【0020】

【表4】

種 別		Ti合金 丸棒等物	溶 体 化 處 理		時 効 處 理			
			溫 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
					溫度 (℃)	保持時間 (hr)	溫度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	7	G	830	5	400	2	480	30
従来法					450	10	—	—
本発明法	8	H	900	2	480	1	550	20
従来法					530	15	—	—
本発明法	9	I	900	2	400	2	500	40
従来法					480	20	—	—
本発明法	10	J	900	2	330	10	600	10
従来法					580	20	—	—
本発明法	11	K	1150	2	600	2	850	5
従来法					880	10	—	—
本発明法	12	L	900	2	400	8	500	20
従来法					480	20	—	—

【0021】

【表5】

種 別		Ti合金 丸棒鋼物	溶 体 化 処 理		時 効 処 理			
			温 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
					温度 (℃)	保持時間 (hr)	温度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	13	M	900	2	400	8	550	10
従来法					520	5	-	-
本発明法	14	N	900	2	400	2	600	8
従来法					580	10	-	-
本発明法	15	O	1050	3	650	1	700	5
従来法					680	8	-	-
本発明法	16	P	950	10	450	1.5	600	10
従来法					580	20	-	-
本発明法	17	Q	1050	3	550	0.5	600	4
従来法					570	10	-	-
本発明法	18	R	1050	3	450	20	600	15
従来法					580	20	-	-

【0022】

【表6】

種 別		Ti合金 丸棒鋼物	溶 体 化 處 理		時 効 處 理			
			溫 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
					溫度 (℃)	保持時間 (hr)	溫度 (℃)	保持時間 (hr)
本發明法	19	S	1400	0.25	550	1	650	15
従来法					630	10	-	-
本發明法	20	T	850	2	300	5	500	20
従来法					480	10	-	-
本發明法	21	U	900	2	350	4	450	30
従来法					430	20	-	-
本發明法	22	V	800	2	300	8	550	20
従来法					500	10	-	-

【0023】本発明法1～22および従来法1～22を施したTi合金丸棒鋼物から、直径：6mm、平行部長さ：30mmの寸法を有する引張り試験片を作製し、この引張り試験片を用いてASTM E8に従い、常温引

張り試験を実施し、引張り強さおよび伸びを求め、その結果を表7～表8に示した。

【0024】

【表7】

種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び		種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び	
		引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)			引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)
本発明法	1	122	7	本発明法	7	128	4
従来法		115	4	従来法		122	1
本発明法	2	140	10	本発明法	8	115	6
従来法		135	6	従来法		113	2
本発明法	3	131	6	本発明法	9	127	4
従来法		123	4	従来法		122	2
本発明法	4	123	7	本発明法	10	111	8
従来法		119	4	従来法		108	4
本発明法	5	105	8	本発明法	11	119	10
従来法		98	6	従来法		110	4
本発明法	6	123	6	本発明法	12	140	5
従来法		104	4	従来法		138	<1

【0025】

【表8】

種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び		種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び	
		引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)			引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)
本発明法	13	134	8	本発明法	19	113	13
従来法		130	1	従来法		108	9
本発明法	14	128	10	本発明法	20	127	10
従来法		125	2	従来法		122	4
本発明法	15	108	14	本発明法	21	128	8
従来法		105	6	従来法		124	3
本発明法	16	120	6	本発明法	22	117	8
従来法		115	3	従来法		115	3
本発明法	17	100	14				
従来法		95	10				
本発明法	18	130	6				
従来法		127	3				

【0026】表3および表7に示される結果から、本発明法1を施したTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びと従来法1を施したTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びを比較すると、溶体化処理条件が同じであっても、1回の時効処理からなる従来法1よりも2回の時効処理からなる本発明法1を施した方がTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びが向上していることが分かる。さらに、表3～表8に示される結果から、Ti合金丸棒鋳物B～Vに本発明法2～22と従来法2～22

を施した引張り強さおよび伸びをそれぞれ比較しても、本発明法2～22を施したTi合金丸棒鋳物B～Vの引張り強さおよび伸びの値の方が従来法2～22を施したTi合金丸棒鋳物B～Vの引張り強さおよび伸びよりも向上していることがわかる。

【0027】実施例2

表1～表2に示される成分組成を有するTi合金丸棒鋳物A～Vに表9～表12に示される条件の温度、圧力および時間の条件で熱間静水圧プレス（HIP）処理を施

して鑄造欠陥を除去した後、真空中、表9～表12に示される温度および時間保持後、Arガスの吹付けによる強制冷却の溶体化処理を施し、ついで、大気中、表9～表12に示される温度および時間保持の第1段目時効処理後、さらに表9～表12に示される温度および時間保持の第2段目時効処理を施すことにより本発明法23～

44を実施し、さらに、表9～表12に示される温度および時間保持の時効処理を施すことにより従来法23～44をそれぞれ実施した。

【0028】

【表9】

種 別		Ti合金銘柄	熱間静水圧プレス			溶体化処理		時 効 処 理			
			温 度 (℃)	圧 力 (MPa)	時 間 (hr)	温 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
								温度 (℃)	保持時間 (hr)	温度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	23	A	800	1500	2	900	2	350	3	520	20
従来法								500	10	—	—
本発明法	24	B	800	1500	2	850	2	300	10	580	10
従来法								550	20	—	—
本発明法	25	C	800	1000	3	850	4	400	2	500	20
従来法								520	10	—	—
本発明法	26	D	850	1000	2	900	2	400	8	520	20
従来法								500	10	—	—
本発明法	27	E	1030	1000	1	1020	1	350	3	480	30
従来法								480	8	—	—
本発明法	28	F	800	1500	2	900	2	400	2	380	8
従来法								600	10	—	—

【0029】

【表10】

種 別		Ti合金銘柄	熱間静水圧プレス			溶体化処理		時 効 処 理			
			温 度 (℃)	圧 力 (MPa)	時 間 (hr)	温 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
								温度 (℃)	保持時間 (hr)	温度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	29	G	750	1500	3	830	5	350	5	480	20
従来法								480	5	—	—
本発明法	30	H	800	1500	2	900	3	400	2	450	40
従来法								480	20	—	—
本発明法	31	I	800	1500	2	850	2	330	10	520	20
従来法								500	10	—	—
本発明法	32	J	850	1000	2	850	2	480	1	620	15
従来法								590	20	—	—
本発明法	33	K	1100	1000	2	1200	1	600	3	800	5
従来法								780	10	—	—
本発明法	34	L	900	1000	2	950	2	400	2	550	15
従来法								530	15	—	—

【0030】

【表11】

種 別		Ti合金銘柄	熱間静水圧プレス			溶体化処理		時 効 処 理			
			温 度 (℃)	圧 力 (MPa)	時 間 (hr)	温 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
								温度 (℃)	保持時間 (hr)	温度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	35	M	850	1500	2	900	2	350	5	500	20
従来法								510	10	-	-
本発明法	36	N	900	1000	2	950	2	350	2	550	15
従来法								520	10	-	-
本発明法	37	O	1000	1000	1	1100	2	550	1	720	5
従来法								700	10	-	-
本発明法	38	P	1330	1000	0.5	1330	0.25	500	2	580	10
従来法								550	20	-	-
本発明法	39	Q	1050	1500	2	1100	2	550	2	890	4
従来法								850	2	-	-
本発明法	40	R	850	2000	4	1000	2	590	0.25	820	15
従来法								600	15	-	-

【0031】

【表12】

種 別		Ti合金銘柄	熱間静水圧プレス			溶 体 化 処 理		時 効 処 理			
			温 度 (℃)	圧 力 (MPa)	時 間 (hr)	温 度 (℃)	保持時間 (hr)	第 1 段 目		第 2 段 目	
								温度 (℃)	保持時間 (hr)	温度 (℃)	保持時間 (hr)
本発明法	41	S	1000	1000	2	1010	10	510	20	670	5
従来法								650	5	-	-
本発明法	42	T	750	1000	2	850	2	350	5	480	20
従来法								500	10	-	-
本発明法	43	U	850	1000	2	900	2	400	2	470	15
従来法								500	20	-	-
本発明法	44	V	800	1500	2	850	2	300	10	530	10
従来法								550	10	-	-

【0032】前記本発明法23～44および従来法23～44を施したTi合金棒状物A～Vを、直径：6mm、平行部長さ：30mmの寸法を有する引張り試験片を作製し、この引張り試験片を用いてASTM E8に

従い、常温引張り試験を実施し、引張り強さおよび伸びを求め、その結果を表13～表14に示した。

【0033】

【表13】

種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び		種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び	
		引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)			引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)
本発明法	23	124	10	本発明法	29	130	8
従来法		114	6	従来法		121	2
本発明法	24	141	12	本発明法	30	124	6
従来法		132	8	従来法		117	1
本発明法	25	132	9	本発明法	31	128	6
従来法		122	5	従来法		120	3
本発明法	26	124	9	本発明法	32	112	12
従来法		118	5	従来法		106	5
本発明法	27	118	7	本発明法	33	124	10
従来法		110	3	従来法		118	2
本発明法	28	123	11	本発明法	34	140	9
従来法		98	7	従来法		133	2

【0034】

【表14】

種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び		種 別		熱処理したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸び	
		引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)			引張り強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)
本発明法	35	140	8	本発明法	41	114	18
従来法		132	1	従来法		95	10
本発明法	36	132	10	本発明法	42	132	11
従来法		129	<1	従来法		119	5
本発明法	37	109	16	本発明法	43	129	12
従来法		102	7	従来法		114	6
本発明法	38	123	7	本発明法	44	120	8
従来法		120	1	従来法		110	5
本発明法	39	100	24				
従来法		90	15				
本発明法	40	131	9				
従来法		124	5				

【0035】表9および表13に示される結果から、本発明法23を施したTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びと従来法23を施したTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びを比較すると、熱間静水圧プレスおよび溶体化処理条件が同じであっても、1回の時効処理からなる従来法23よりも2回の時効処理からなる本発明法23を施した方がTi合金丸棒鋳物Aの引張り強さおよび伸びが一層向上していることが分かる。さらに、本発明法24～44を施したTi合金丸棒鋳物B～Vの

引張り強さおよび伸びと従来法24～44を施したTi合金丸棒鋳物B～Vの引張り強さおよび伸びをそれぞれ比較しても、本発明法24～44を施したTi合金丸棒鋳物の引張り強さおよび伸びの値の方が従来法24～44を施したTi合金丸棒鋳物B～Vの引張り強さおよび伸びよりも向上していることがわかる。

【0036】

【発明の効果】上述のように、この発明の2回時効処理を行うTi合金鋳物の熱処理方法は、Ti合金丸棒鋳物の

の引張り強さおよび伸びを従来の1回時効処理を行う熱処理方法よりも一層向上させることができることから、この発明の熱処理方法をTi合金鋳物構造部材に適

用して引張り強さおよび伸びを一層向上させ、形状が複雑な航空機などの構造部材の信頼性を一層増すことができ、産業上優れた効果を奏するものである。